

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-256256

(43)Date of publication of application : 21.09.1999

(51)Int.CI.

C22C 9/06

H01L 23/48

(21)Application number : 10-073607

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 06.03.1998

(72)Inventor : MATSUI TAKASHI
KANAO KENJI
ISONO MASAAKI
MANAKO TAKAHIRO
MARUO SATOSHI

(54) COPPER ALLOY FOR ELECTRIC AND ELECTRONIC PARTS

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To furthermore improve the stamping workability (the reduction of the wear of a stamping die and the burrs and sagging in a copper alloy subjected to punching) of a Cu-Ni-Si series alloy while satisfactorily maintaining its strength, electric conductivity, stress relaxation resistance and plating properties.

SOLUTION: This invention is composed of a copper alloy having a compsn. contg., by weight, 0.1 to 4.0% Ni, 0.01 to 1.0% Si, 0.01 to 5.0% Zn and 0.0001 to 0.005% S, furthermore contg. one or ≥ two kinds of elements selected from the group of 0.00003 to 0.003% Se, 0.00003 to 0.003% Te, 0.00003 to 0.003% Sb and 0.00003 to 0.003% Bi by 0.00003 to 0.005% in total, and the balance Cu with inevitable impurities.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Sn, Mg

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-256256

(43)公開日 平成11年(1999)9月21日

(51)Int.Cl.⁶

C 22 C 9/06

H 01 L 23/48

識別記号

F I

C 22 C 9/06

H 01 L 23/48

V

審査請求 未請求 請求項の数8 FD (全14頁)

(21)出願番号 特願平10-73607

(22)出願日 平成10年(1998)3月6日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72)発明者 松井 隆

山口県下関市長府港町14番1号 株式会社
神戸製鋼所長府製造所内

(72)発明者 金尾 健志

山口県下関市長府港町14番1号 株式会社
神戸製鋼所長府製造所内

(72)発明者 磯野 誠昭

山口県下関市長府港町14番1号 株式会社
神戸製鋼所長府製造所内

(74)代理人 弁理士 香本 薫

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 電気・電子部品用銅合金

(57)【要約】

【課題】 Cu-Ni-Si系合金の強度、導電率、耐応力緩和特性、めっき性などを良好に保ちつつ、スタンピング加工性（スタンピング金型の摩耗及び打抜き加工された銅合金におけるバリ、だれの低減）をさらに向上させる。

【解決手段】 Ni:0.1~4.0wt%、Si:0.01~1.0wt%、Zn:0.01~5.0wt%、S:0.0001~0.005wt%を含有し、さらにSe:0.00003~0.003wt%、Te:0.00003~0.003wt%、Sb:0.0003~0.003wt%、Bi:0.00003~0.003wt%の群より選択した元素の1種又は2種以上を合計で0.00003~0.005wt%含有し、残部がCu及び不可避不純物からなる銅合金。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Ni : 0. 1~4. 0 wt%, Si : 0. 01~1. 0 wt%, Zn : 0. 01~5. 0 wt%, S : 0. 005 wt%以下を含有し、Se : 0. 03 wt%以下、Te : 0. 003 wt%以下、Sb : 0. 003 wt%以下、Bi : 0. 003 wt%以下の群より選択した元素の1種又は2種以上を合計で0. 05 wt%以下含有し、残部がCu及び不可避不純物からなることを特徴とするスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【請求項2】 Ni : 0. 1~4. 0 wt%, Si : 0. 01~1. 0 wt%, Zn : 0. 01~5. 0 wt%, S : 0. 0001~0. 005 wt%を含有し、Se : 0. 00003~0. 003 wt%, Te : 0. 0003~0. 003 wt%, Sb : 0. 00003~0. 003 wt%の群より選択した元素の1種又は2種以上を合計で0. 00003~0. 005 wt%含有し、残部がCu及び不可避不純物からなることを特徴とするスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【請求項3】 さらにPb : 0. 0001~0. 05 wt%, C : 0. 0001~0. 01 wt%の群より選択した元素の1種又は2種を合計で0. 0001~0. 05 wt%含有することを特徴とする請求項1又は2に記載されたスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【請求項4】 さらにP : 0. 0001~0. 1 wt%, Al : 0. 0005~0. 3 wt%の群から選択した1種又は2種を合計で0. 0001~0. 3 wt%含有することを特徴とする請求項1~3のいずれかに記載されたスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【請求項5】 さらにMg : 0. 001~1. 5 wt%含有することを特徴とする請求項1~4のいずれかに記載されたスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【請求項6】 さらにMn : 0. 001~0. 5 wt%, Fe : 0. 001~0. 03 wt%未満、Co : 0. 001~0. 1 wt%, Ag : 0. 0003~0. 1 wt%, Cr : 0. 0005~0. 01 wt%, Zr : 0. 0005~0. 01 wt%, Ti : 0. 0005~0. 01 wt%の群から選択した1種又は2種以上を合計で0. 0003~0. 7 wt%含有することを特徴とする請求項1~5のいずれかに記載されたスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【請求項7】 さらに酸素含有量30 ppm以下、水素含有量10 ppm以下含有することを特徴とする請求項1~6のいずれかに記載されたスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

有することを特徴とする請求項1~7のいずれかに記載されたスタンピング加工性に優れる電気・電子部品用銅合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、半導体リードフレーム、端子、コネクター、リレー、スイッチなどの電気・電子部品に用いるスタンピング加工性、めっき性、耐応力緩和率に優れる高力銅合金に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、電気・電子部品の小型化、軽量化、高集積化に伴って、実装体積を低減するためにリードフレームのリード間隔の縮小あるいはコネクタの極間ピッチの縮小、及び肉厚の低減が図られている。このため、これらの素材に対しては、従来よりの高強度、高導電率化の要求はもとより、耐マイグレーション性、耐ウイスカーセンス（Snめっきのウイスカーアクション）に対する要求がさらに厳しくなっている。このような厳しい要求に対応するために、Cu-Ni-Si系銅合金として、例えば特開平8-319527号公報に規定されているよう、Ni : 0. 4~4. 0 wt%, Si : 0. 1~1. 0 wt%, Zn : 1. 0越~2. 0 wt%, Cr : 0. 0001~0. 01 wt%, Mg : 0. 0001~0. 001 wt%、及び必要に応じて、Mn : 0. 01~0. 1 wt%, Al : 0. 0001~0. 01 wt%を含有する銅合金が提案されている。

【0003】 リードフレームや端子は、銅合金素材から通常スタンピングにより製造される。スタンピングにおいては、打抜き回数の増大に伴って、金型が磨耗し、打抜き製品にバリ、だれなどが発生する。それらが許容限界を超えると製品の寸法精度、残留応力などが規格値を越えるため、操業を停止し、金型を研磨することが必要となる。このように、生産性及び歩留りの観点から、リードフレーム、端子に用いる銅合金には、前述の特性以外にも、金型を磨耗させないこと、及びスタンピング加工されたときに発生するバリ、だれなどが極力少ないことが強く要求されるようになってきた。上記銅合金においても、スタンピング加工に関しては十分とはいはず、一層の改善が求められている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は前述のCu-Ni-Si系合金の強度、導電率、耐応力緩和特性、めっき性などを良好に保ちつつ、スタンピング加工性（スタンピング金型の摩耗及び打抜き加工された銅合金におけるバリ、だれの低減）をさらに向上させるためになされたものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】 本発明に係る電気・電子部品用銅合金は、Ni : 0. 1~4. 0 wt%, Si :

%、S: 0.005wt%以下を含有し、Se: 0.03wt%以下、Te: 0.003wt%以下、Sb: 0.003wt%以下、Bi: 0.003wt%以下の群より選択した元素の1種又は2種以上を0.005wt%以下含有し、残部がCu及び不可避不純物からなる。Sについては、0.0001~0.005wt%の範囲内で、Se、Te、Sb、Bi(以上をA群元素という)については、Se: 0.00003~0.003wt%、Te: 0.00003~0.003wt%、Sb: 0.00003~0.003wt%、Bi: 0.0003~0.003wt%の範囲内で、これらの1種又は2種以上を合計で0.00003~0.005wt%含有するのが好ましい。

【0006】上記電気・電子部品用銅合金は、さらに、①Pb: 0.0001~0.05wt%、C: 0.0001~0.01wt%の群(B元素という)より選択した元素の1種又は2種を合計で0.0001~0.05wt%、②P: 0.0001~0.1wt%、Al: 0.0005~0.3wt%の群(C群元素という)から選択した1種又は2種を合計で0.0001~0.3wt%、③Mg: 0.001~1.5wt%、④Mn: 0.001~0.5wt%、Fe: 0.001~0.03wt%未満、Co: 0.001~0.1wt%、Ag: 0.0003~0.1wt%、Cr: 0.0005~0.01wt%、Zr: 0.0005~0.01wt%、Ti: 0.0005~0.01wt%の群(D群元素という)から選択した1種又は2種以上を合計で0.0003~0.7wt%を、B~D、Mgをそれぞれ單独又はこれらを適宜組み合わせて含有することができる。

【0007】上記電気・電子部品用銅合金は、酸素含有量を30ppm以下、水素含有量を10ppm以下に規制することが望ましい。また、上記電気・電子部品用銅合金は、さらにSn: 0.01~8.0wt%を含有することができる。

【0008】

【発明の実施の形態】以下本発明に係る銅合金の成分の限定理由を説明する。

(Ni) NiはSiとともに添加することにより、Ni-Si化合物を生成させ、強度、耐熱性及び耐応力緩和特性を向上させる効果を有する。0.1wt%未満ではこの効果が小さく、また4.0wt%を超えて含有すると、熱間加工性及び冷間加工性が劣化するので好ましくない。従って、Niの含有量は0.1~4.0wt%とする。

(Si) SiはNiとともに添加することにより、Ni-Si化合物を生成させ、強度、耐熱性及び耐応力緩和特性を向上させる効果を有する。0.01wt%未満ではこの効果が小さく、また1.0wt%を超えて含有す

くない。従って、Siの含有量は0.01~1.0wt%とする。

【0009】(Zn) 耐マイグレーション性の向上、Sn及びSn合金めっきのウィスカーフィラメントの抑制、Sn及びSn合金めっきの耐熱剥離性改善、耐マイグレーション性の改善、スタンピング金型の摩耗低減、酸化膜の密着性の向上、溶湯の脱酸効果、溶湯の脱水素などの効果を有する。0.01wt%未満ではその効果がなく、5.0wt%を越えると導電率が低下し、はんだ濡れ性が悪化する。従って、その含有量を0.01~5.0wt%とする。

【0010】(S) 銅合金に添加されると、プレス金型の摩耗を小さくする作用を有し、スタンピング加工材のバリ、だれをも少なくするなど、スタンピング加工性を向上させる。S含有量が0.0001wt%未満ではその効果が十分でない。S含有量が多いほどその効果は大きくなるが、0.005wt%を越えて含有するとAgめっき性を劣化させる。すなわち、合金中に形成されるMg-S化合物の量が増加し、Agめっきを行った際に、合金表面に存在するMg-S化合物を起点として、Agが突起状に異常析出しやすくなる(以後Ag突起という)。このAg突起は、本合金をAgめっきを行うリードフレームとして用いた場合にボンディングワイヤの接合やめっきの密着性に対する信頼性を低下させるため問題となる。従って、S含有量は0.0001~0.005wt%とする。

【0011】(A群元素: Se、Te、Sb、Bi) これらの元素はごく微量でも銅合金に添加されると、潤滑作用によってプレス金型の摩耗を小さくする作用を有し、スタンピング加工材のバリ、だれをも少なくするなど、スタンピング加工性を向上させる。従って、プレス金型の寿命(再研磨までの打抜き回数)を向上させ、スタンピング加工されたリードフレーム、端子などの電気・電子部品の寸法精度、平面性などを向上させ、リード間隔の一層の微細化を可能とする。

【0012】前述の効果はSe、Te、Sb、Biの合計での含有量が多いほど大きくなるが、いずれかの含有量が0.003wt%を越え、またはこれらの合計含有量が0.005wt%を越えた場合には、その合金にAgめっき(無光沢、半光沢、光沢)を行うと、これらの元素同士の化合物、あるいはこれらの元素とS、Cu、Al、Ag、Co、Cr、Fe、Ni、Sn、Pb、Zn、Oなどとの単独又は複合化合物の存在する部分においてAgめっきの異常析出が発生し、光沢異常又は光沢むらとして観察される。さらには、鋳造時、鋳塊加熱時又は熱延時の鋳塊割れが発生しやすい。従って、これらの元素の含有量は、Se: 0.003wt%以下、Te: 0.003wt%以下、Sb: 0.003wt%以下、Bi: 0.003wt%以下の群より選択した元素

ならない。これらの元素はごく微量でも上述の効果を有するが、Se: 0.00003~0.003wt%、Te: 0.00003~0.003wt%、Sb: 0.0003~0.003wt%、Bi: 0.00003~0.003wt%の群より選択した1種又は2種以上の合計含有量が0.00003~0.005wt%であることが望ましい。

【0013】なお、合金板材表面に存在する上述の化合物粒子とAgめっきの光沢異常の発生条件との関係を調べたところ、前述の粒子のうち0.1μm以上のものが1000個/mm²を越えるとAgめっきの光沢異常が発生しやすいことがわかった。従って、板表面に存在する化合物粒子は、0.1μm以上のものが1000個/mm²以下であることが必要である。

【0014】(B群元素: Pb, C) これらの元素は、いずれも本合金のスタンピング加工性を向上させる(スタンピング加工材のバリ、だれが少ない、スタンピング金型の摩耗を低減する)効果を有する。PbとCがともに0.0001wt%未満のときは、前述の効果が十分でない。また、Pb: 0.05wt%越え又はC: 0.01wt%越えると、あるいはこれらの合計含有量が0.05wt%を越えると、鋳造時又は鋳塊加熱時の鋳塊の割れが発生しやすく、また熱間加工性が低下する。従って、Pb: 0.0001~0.05wt%、C: 0.0001~0.01wt%の群より選択した元素の1種又は2種を合計で0.0001~0.05wt%とする。

【0015】(C群元素: P, Al) これらの元素は、いずれも本合金溶湯に添加すると脱酸効果を発揮し、溶解鋳造時のMgの酸化を防止し、鋳塊の内部品質及び表面品質を改善する効果を有する。P: 0.0001wt%未満、Al: 0.0005wt%未満のときは、前述の効果が十分でない。また、これらの元素のいずれかがP: 0.1wt%越え、Al: 0.3wt%越えると、あるいはこれらの1種又は2種の合計が0.3wt%を越えると、導電率が低下し、Sn及びSn合金めっきの耐熱剥離性が低下する。従って、P: 0.0001~0.1wt%、Al: 0.0005~0.3wt%の群から選択した1種又は2種を合計で0.0001~0.3wt%とする。

【0016】(Mg) 銅合金に添加すると、導電率を大きく低下させることなく、強度を向上させることができ。さらに、耐マイグレーション性の向上、ばね限界値の向上、対応力緩和率の向上、スタンピング加工性の向上(スタンピング加工材のバリ、だれが少ない、スタンピング金型の摩耗低減)、溶湯の脱酸効果などを有する。また、溶湯中のSをMg-S化合物として固定し、熱間加工性を改善する。0.001wt%未満ではその効果がなく、1.5wt%を越えると、溶湯の粘性

発生しやすくなる。また、加工硬化が大きくなり、冷延時の耳割れ、曲げ加工性の劣化などの問題も発生するため、その含有量を0.001~1.5wt%に制限する。なお、MgはSと化合物を形成し、スタンピング加工性のみならず銀めっき性にも影響を与える。スタンピング加工性の面からはMg及びSは多い方が望ましいが、銅合金中に存在するMg-S化合物が増加し、銀めっきを行った場合に板表面に存在するMg-S化合物の部分でAgの局部的な析出が発生し、Ag突起が形成される。この現象を防止するには銅合金母相に固溶するMg量を増加させるとよく、合金のMg含有量(wt%)を[Mg]、S含有量(wt%)を[S]としたとき、下記式を満足する割合で含有させることが望ましい。

$$0.25 [Mg] \geq [S]$$

【0017】(D群元素: Mn, Fe, Co, Ag, Cr, Zr, Ti) これらの元素はいずれも本合金の強度、対応力緩和特性、耐熱性を向上させる。これらの元素がいずれもMn: 0.001wt%未満、Fe: 0.001wt%未満、Co: 0.001wt%未満、Ag: 0.0003wt%未満、Cr: 0.0005wt%未満、Zr: 0.0005wt%未満、Ti: 0.005wt%未満、あるいはこれらの1種又は2種以上の合計が0.0003wt%未満では、その効果が十分でない。また、これらの元素のいずれかが、Mn: 0.5wt%越え、Fe: 0.03wt%以上、Co: 0.1wt%越え、Ag: 0.1wt%越え、Cr: 0.01wt%越え、Zr: 0.01wt%越え、Ti: 0.01wt%越えると、あるいはこれらの1種又は2種以上の合計が0.7wt%を越えると、材料の延性及び導電率が低下する。従って、Mn: 0.001~0.5wt%、Fe: 0.001~0.03wt%未満、Co: 0.001~0.1wt%、Ag: 0.0003~0.1wt%、Cr: 0.0005~0.01wt%、Zr: 0.0005~0.01wt%、Ti: 0.005~0.01wt%の群から選択した1種又は2種以上を合計で0.0003~0.7wt%とする。なお、本合金は必須元素としてSiを含み、C群元素からPを添加した場合は、加工熱処理条件によってはD群元素の珪化物又は／及びりん化物が形成され、強度、耐熱性、対応力緩和特性、導電率の向上に対してさらに寄与する。

【0018】(酸素) 前記銅合金の酸素含有量が30ppmを越えると、はんだ付け性の低下、めっき性の低下などを発生させ、はんだ、めっきの耐熱剥離性をも低下させる。また、合金中に酸化物が増加するため冷間加工中の延性低下によって、冷延材の割れ、曲げ加工性の低下などの現象が発生し、プレス打抜き性を低下させる。従って、その含有量を30ppm以下とする。本合金において、酸素含有量の望ましい範囲は20ppm以下、

合金における酸素含有量は、その合金中に固溶している酸素及び銅又は／及び添加元素の酸化物として存在するものの総量とする。

【0019】(水素) 本合金の水素含有量が10 ppmを越えると、熱間加工性の劣化、Agめっき、Niめっきなどを行った後の加熱によって膨れなどが起きやすくなり、目的とする電気・電子部品としての使用が難しくなる。従って、その含有量を10 ppm以下とする。本合金において、水素含有量の望ましい範囲は5 ppm以下、さらに望ましい範囲は3 ppm以下である。なお、本合金への酸素、水素の含有量は原材料の十分な乾燥や、溶解铸造工程における雰囲気の制御によって、製品薄板中において $[H] : [O] = 3 \sim 100$ の範囲に保つことができる（[H]：合金中に含有される水素量（ppm）、[O]：合金中に含まれる酸素量（ppm））。

【0020】(Sn) Cu母相に固溶して、あるいはMgと化合物を形成してMgを含有する本合金の強度、ばね限界値をさらに向上させる。0.01wt%未満ではその効果が小さく、8.0wt%を越えると熱間加工が難しくなり、導電率の低下も大きくなる。従って、Snの含有量は0.01～8.0wt%とする。

【0021】本発明に係る銅合金は、連続铸造によって造塊した鋳塊を熱間圧延し、その後冷間圧延と熱処理を組合せて所定の厚さにする工程によって製造することができる。これ以外にも、熱間圧延を採用せず、横型連続铸造で造塊した5～30mmの厚さの鋳塊を熱処理と冷間圧延を行って所定の厚さとすることが可能である。

【0022】本発明に係る銅合金は熱間圧延性、冷間圧延性とも良好で、それぞれの工程で割れなどの問題を生じることはなく、特に熱延材のスカルピングなどのように工程中に切削加工を行う場合においても切削性が非常に優れるため、スカルバーの刃を磨耗させたり、表面に焼付きが発生することも少ない。また、本発明の銅合金は母相中にNi-Si化合物を析出させて強化されるため、溶体化処理及び時効処理が必要である。溶体化処理としては、熱延終了直後の熱延材の水冷による急冷、又は／及び冷延材の所定温度の連続加熱炉に通板後急冷する方式などで行うことができる。析出処理としては、溶体化処理によって固溶したNiとSiを十分に析出させるために、バッチ式の加熱炉を用いることが望ましいが、Ni及びSiの添加量が少ない場合や析出量が少なくても差し支えない場合には連続熱処理炉を用いてよい。溶体化処理及び時効処理の条件はNi及びSiの含有量、目的とする機械的性質、導電率、結晶粒径などを考慮して決定されるが、熱延材の溶体化処理のためには600℃以上の温度から、連続熱処理炉を用いる場合にはその雰囲気温度を650℃以上とすることが望ましい。

～600℃、保持時間5～600分を採用すればよい。

【0023】また、本発明の合金は時効処理上り又はその後冷延を加えて冷延上りとしても、あるいは冷延材にさらに延性回復、歪み改善、ばね限界値向上などを目的とする熱処理を行ってもよい。冷延上りの場合の加工率は、板厚の減少率で3～80%が適当である。最終冷延後に熱処理を行う場合も、バッチ式、連続式どちらの方で行ってもよい。バッチ式の加熱炉を用いる場合は、200～500℃×5分～5時間保持（材料到達温度×到達後保持時間）、連続焼鈍炉を用いる場合は300～800℃×10～300秒保持（材料到達温度×到達後保持時間）の条件で目的を達成することができる。冷延後、テンションレベリング、テンションアニーリングなどの工程を適用しても、又は冷延一焼鈍後、さらにテンションレベリング、テンションアニーリングなどの工程を適用して、歪みを矯正してもよい。

【0024】上記のように、冷延上り又は熱処理上りいずれの調質で用いる場合においても、その圧延方向に平行な薄板断面における板厚方向の結晶粒径が20μm以下であればよい。なお、圧延加工率の増大に伴って圧延方向に平行な断面において、結晶粒は板厚方向に偏平となり、最終的には繊維状組織となるが、本発明においては、この板厚方向における結晶粒径が20μm以下であればよい。その結晶粒径が20μmを越えると、スタンピング加工したときのぱりの発生が大きくなる。また、スタンピング後の曲げ加工時に曲げ部において、オレンジピールと呼ばれる肌荒れ及びそれに起因する割れが発生しやすくなる。さらには、強度低下をも招く。そのため、合金の結晶粒径は20μm以下であることが望ましい。スタンピング加工時のぱり、曲げ加工時の肌荒れ、曲げ部の割れ及び強度の点からは、結晶粒径は15μm以下がより望ましく、10μm以下であることがさらに望ましい。そして、結晶粒径が上記範囲であれば、本発明の銅合金はエッティング加工性も良好であり、エッティング加工用のリードフレーム素材としても用いることができる。

【0025】本合金の用途であるリードフレームは、Siチップの実装パッケージング工程において200～350℃に加熱される。ワイヤボンディングの工程においては、加熱時の酸化を防止するために通常は窒素－水素混合ガスなどの非酸化性雰囲気で加熱されるが、加熱炉への大気の侵入を完全に防止することが難しいため、また不測の事態に伴うライン停止が発生した場合には炉中に滞在する時間も長くなるため、侵入する大気によって酸化を受ける。リードフレームの表面に生成した酸化膜と母材との間の密着強度が低いと樹脂モールディング後、酸化膜が母材から剥離して生じる隙間から水分が侵入し、ICの信頼性を著しく低下させる。このため、リードフレームに用いる場合には、酸化膜の密着性

平均粗さ (R_a) が $0.2 \mu\text{m}$ 越え、又は最大高さ (R_{\max}) が $1.0 \mu\text{m}$ 越えになると酸化膜の密着性が低下する。この点から、表面粗さは、 $R_a : 0.2 \mu\text{m}$ 以下、かつ $R_{\max} : 1.0 \mu\text{m}$ 以下であることが望ましい。そして、その表面粗さにおいてこの条件を満足するとき、めっき性、曲げ加工性などにおいても問題なく、リードフレーム、端子、コネクターなどの電気・電子部品用として好適である。

【0026】さらに、本発明合金においては、以上述べた元素以外に、B、Ca、Sc、V、Ge、As、Sr、Y、Nb、Mo、Rh、Pd、Cd、In、希土類元素、Hf、Ta、W、Re、Os、Pt、Auなどから選ばれる1種又は2種以上の元素を各元素 0.0001wt\% ~ 0.1wt\% 、総計 $0.0001 \sim 0.3 \text{wt\%}$ までなら導電率、スタンピング加工性、めっき性な

表1：合金の成分組成

No	Cu	Ni wt%	Si wt%	Zn wt%	Mg wt%	Sn wt%	S wt%	A群元素 wt%	B群元素 wt%	C群元素 wt%	D群元素 wt%	H wtppm	O wtppm
1	Bal.	0.15	0.07	0.05	0.01	—	0.0005	Se:0.0005 Te:0.0004 Sb:0.001 Bi:0.001	Pb:0.0003 C:0.0003	P:0.0005 Al:0.0006	Mn:0.006 Fe:0.003 Cr:0.001	0.8	8
2	Bal.	0.4	0.14	0.15	0.04	—	0.0005	Se:0.0005 Te:0.0004 Sb:0.001 Bi:0.001	Pb:0.0003 C:0.0003	P:0.001 Al:0.0008	Fe:0.007 Zr:0.0007 Ti:0.0006 Ag:0.0005	1.5	13
3	Bal.	1.0	0.2	0.5	0.03	—	0.0022	Se:0.0002 Te:0.0001 Sb:0.0003 Bi:0.0008	Pb:0.01 C:0.0004	P:0.05 Al:0.01	Mn:0.06 Fe:0.012 Co:0.01 Ag:0.008 Cr:0.009	0.6	20
4	Bal.	1.8	0.4	0.5	0.08	—	0.0022	Se:0.0001 Te:0.0005 Sb:0.0004 Bi:0.0003	Pb:0.004 C:0.0001	P:0.01 Al:0.05	Mn:0.11 Fe:0.02 Co:0.06 Ag:0.01 Cr:0.0007	0.9	21
5	Bal.	1.8	0.4	4.5	0.12	—	0.0030	Se:0.0001 Te:0.0001 Sb:0.0002 Bi:0.0003	Pb:0.0025 C:0.0003	P:0.006 Al:0.0006	Mn:0.006 Fe:0.001 Cr:0.001	1.5	8
6	Bal.	1.8	0.4	1.05	0.25	—	0.0035	Se:0.0007 Te:0.0007 Sb:0.00012 Bi:0.0005	Pb:0.0030 C:0.0005	P:0.003 Al:0.0001	Mn:0.005 Fe:0.003	1.2	12
7	Bal.	1.8	0.4	1.15	0.5	—	0.0033	Se:0.0005 Te:0.0002 Sb:0.001 Bi:0.0001	Pb:0.0015 C:0.0004	P:0.0004 Al:0.15	Mn:0.008 Fe:0.003	2.2	6

【0029】

【表2】

どを大きく低下させずに、耐熱性、対応力緩和特性及び耐食性を向上させるため、含有させてよい。

【0027】

【実施例】以下、本発明に係る電気・電子部品用銅合金の実施例を説明する。

（実施例1）

〈試料の作製〉大気中で木炭被覆しながら表1～表4に示すNo. 1～24の組成の合金をクリプトル炉により溶解し、ブックモールドに鋳造し、厚さ50mm、幅90mm、長さ200mmの鋳塊を作製した。また、溶湯への水素の侵入を防止する目的から、原料、フラックス、鋳型、治具などの乾燥、木炭の赤熱などの対策を行った（No. 23を除く）。

【0028】

【表1】

表2:合金の成分組成

No	Cu	Ni wt%	Si wt%	Zn wt%	Mg wt%	Sn wt%	S wt%	A群元素 wt%	B群元素 wt%	C群元素 wt%	D群元素 wt%	H wtppm	O wtppm
8	Bal.	1.8	0.4	0.25	1.5	—	0.0011	Se:0.0002 Te:0.0001 Sb:0.0008 Bi:0.0002	Pb:0.0030 C:0.001	P:0.009 Al:0.03	Mn:0.02 Co:0.01 Cr:0.004	2.2	3
9	Bal.	2.5	0.55	1.25	0.15	—	0.0010	Se:0.0005 Te:0.0004 Sb:0.0015 Bi:0.0005	Pb:0.0025 C:0.0005	P:0.05 Al:0.02	Fe:0.02 Zr:0.005 Ag:0.05	1.8	6
10	Bal.	3.2	0.7	1.36	0.21	—	0.0022	Se:0.0004 Te:0.0007 Sb:0.0012 Bi:0.0003	Pb:0.0026 C:0.0006	P:0.03 Al:0.05	Mn:0.07 Fe:0.025 Cr:0.0007	2.2	5
11	Bal.	1.8	0.4	1.10	0.51	0.02	0.0015	Se:0.001 Te:0.001 Sb:0.001 Bi:0.0003	Pb:0.040 C:0.0007	P:0.04 Al:0.0006	Mn:0.01 Fe:0.005 Ag:0.007	2.3	4
12	Bal.	1.8	0.4	0.43	0.50	0.5	0.0028	Se:0.0005 Te:0.0001 Sb:0.0007 Bi:0.0001	Pb:0.035 C:0.0011	P:0.05 Al:0.0013	Mn:0.1 Fe:0.01 Co:0.05 Ti:0.005	1.9	7
13	Bal.	1.8	0.4	0.55	0.44	4.05	0.0038	Se:0.0002 Te:0.0001 Sb:0.0008 Bi:0.0002	Pb:0.051 C:0.0009	P:0.01 Al:0.01	Fe:0.01 Cr:0.05 Ti:0.005	1.8	9
14	Bal.	1.8	0.4	1.32	0.22	7.26	0.0055	Se:0.0003 Te:0.0004 Sb:0.0008 Bi:0.0001	Pb:0.0027 C:0.0007	P:0.004 Al:0.0022	Mn:0.02 Fe:0.03 Co:0.02 Zr:0.005	1.1	13

【0030】

【表3】

表3:合金の成分組成

No	Cu	Ni wt%	Si wt%	Zn wt%	Mg wt%	Sn wt%	S wt%	A群元素 wt%	B群元素 wt%	C群元素 wt%	D群元素 wt%	H wtppm	O wtppm
15	Bal.	0.06*	0.021	0.05	0.006	—	0.0021	Se:0.0001 Te:0.00005 Sb:0.0003 Bi:0.0001	Pb:0.0015 C:0.0003	P:0.02 Al:0.005	Mn:0.005 Fe:0.005 Zr:0.0006	0.6	27
16	Bal.	4.5*	1.2*	0.05	0.12	—	0.0031	Se:0.0001 Te:0.00007 Sb:0.0002 Bi:0.0003	Pb:0.0026 C:0.0004	P:0.03 Al:0.004	Mn:0.04 Fe:0.01	1.9	5
17	Bal.	1.8	0.4	0.006*	0.12	—	0.0031	Se:0.0002 Te:0.0002 Sb:0.0005 Bi:0.0006	Pb:0.0018 C:0.0001	P:0.05 Al:0.01	Co:0.005 Ag:0.05	1.2	10
18	Bal.	1.8	0.4	1.05	1.9*	—	0.0017	Se:0.0005 Te:0.0003 Sb:0.0011 Bi:0.001	Pb:0.02 C:0.0002	P:0.01 Al:0.005	Mn:0.007 Fe:0.007 Zr:0.001	1.0	12
19	Bal.	1.8	0.4	0.65	0.12	9.0*	0.0012	Se:0.0007 Te:0.0003 Sb:0.002 Bi:0.0005	Pb:0.01 C:0.0002	P:0.008 Al:0.005	Cr:0.002 Ti:0.003	1.4	9

* 本発明の規定範囲外

【0031】

【表4】

表4: 合金の成分組成

No	Cu	Ni wt%	Si wt%	Zn wt%	Mg wt%	Sn wt%	S wt%	A群元素 wt%	B群元素 wt%	C群元素 wt%	D群元素 wt%	H wtppm	O wtppm
20	Bal.	1.8	0.4	0.47	0.11	—	0.0026	Se:0.0005 Te:0.0003 Sb:0.0014 Bi:0.0001	Pb:0.0035 C:0.0013	P:0.015 Al:0.002	Mn:0.65 * Fe:0.02 Co:0.15	2.1	6
21	Bal.	1.8	0.4	0.46	0.51	—	0.0023	Se:0.0001 Te:0.0001 Sb:0.0001 Bi:0.0001	Pb:0.0024 C:0.0008	P:0.11 * Al:0.002	Co:0.05 Zr:0.005	1.5	8
22	Bal.	1.8	0.4	0.44	0.50	—	0.0021	Se:0.0015 Te:0.0008 Sb:0.0033* Bi:0.0010	Pb:0.0025 C:0.0005	P:0.005 Al:0.004	Ag:0.02	1.3	10
23	Bal.	1.8	0.4	0.45	0.50	—	0.0025	Se:0.0001 Te:0.0001 Sb:0.0002 Bi:0.00003	Pb:0.0023 C:0.0005	P:0.005 Al:0.003	Mn:0.02 Fe:0.01 Ti:0.005	14 *	1
24	Bal.	1.8	0.4	0.44	0.50	—	0.0015	Se:0.003 Te:0.0001 Sb:0.0006 Bi:0.0001	Pb:0.035 C:0.001	P:0.02 Al:0.002	Co:0.01 Ag:0.08 Zr:0.005	0.8	33 *

* 本発明の規定範囲外

【0032】この鉄塊を930℃に1時間加熱後、厚さ15mmまで熱間圧延して、750℃以上で熱延を終了し、水冷した。なお、Mg含有量が1.5%を越えるNo.18合金、Sn含有量が8%を越えるNo.19合金及びPの含有量の多いNo.21合金は、熱延割れのおそれがあるため、均質化のために700℃で1時間加熱後、750～850℃に昇温し、熱間圧延を行った。No.16、No.19及びNo.21合金は熱延途中で割れが発生し、厚さ15mmの状態でその後の冷延が不可能と思われたため、以後の工程を適用しなかった。また、No.23合金は熱延中端面部において軽い耳割れが発生したが、耳割れ部を除去してその後の工程を適用した。

【0033】熱延材は、表面の酸化スケールを機械的に除去し、0.357mmまで冷間圧延した。ただし、No.18は冷延途中で耳割れが激しくなったため圧延を中止し、以後の工程を適用しなかった。その後、溶体化のために650～850℃に20秒間加熱した後、水中急冷した。さらに、表面の酸化膜を酸洗除去後、厚さ減少率30%の冷間圧延を行って板厚0.25mmとし、440～500℃で2時間の熱処理を行った。熱処理後の材料は表面の酸化膜を酸洗により除去し、試験に供した。以下、この実施例で行った合金元素等の分析方法及び合金特性の試験方法について説明する。

【0034】<合金元素の含有量とガス量の分析>

【合金元素】薄板より試料を採取し、十分に脱脂を行って、JISに規定されている方法(Zn, Mn, Ni, Fe, Co, Cr, P, Si, Al, Se, Te, Pb, As)、ICP-MS、GD-MS、原子吸光法などを用いて分析した。なお、各元素について2回分析を行い、その平均値を含有量とした。

【ガス】薄板より試料を採取し、恒温槽で雷電研磨にて

うち酸素は、JIS-H1067に規定されている方法(不活性ガス融解赤外線吸収法)で測定した。本法では、酸化物も融解する温度まで加熱して測定するため、測定される酸素量は銅合金中に固溶している酸素と、銅及び/又は他の元素と酸化物を形成している酸素の和となる。各試料について3回測定し、それらの平均値を測定値として用いた。水素は、JIS-Z2614に規定されている方法で測定した。各試料について3回測定し、それらの平均値を測定値として用いた。

【0035】<試験方法>

【機械的性質】試験片の長手方向を圧延方向に平行にしたJIS5号試験片を加工し、引張り強さと伸びを測定した。試験片の数は各試料3個ずつとし、それらの測定値の平均値を測定結果とした。

【導電率】JISH0505に規定されている方法に基づき、測定には横川電機製ダブルブリッジ5752を用いた。試験片は各試料2個ずつとし、それらの測定値の平均値を測定結果とした。

【ばね限界値】JISH3130に基づき、モーメント式試験により室温における永久たわみ量を測定し、Kb0.1を算出した。試験片の長手方向は圧延方向に平行とした。試験片は各試料10個ずつとし、それらの測定値の平均値を測定結果とした。

【応力緩和特性】

【0036】図1及び図2に示すように、幅10mmの試験片1を片持ち梁式にて、長さ(1)80mmの位置に試験片の耐力の80%の曲げ応力を付加し、応力を付加した状態で160℃で1000時間保持した後応力を除去した。応力を負荷したときの負荷点での試験片のたわみ量(δ :10mm)と応力を除去したときの変位量(ϵ_1)を測定し、次式によって応力緩和率を測定した。各試料から試験片を10個ずつ採取し、それらの測

$$\text{応力緩和率 (\%)} = (\varepsilon_1 / \delta) \times 100$$

なお、曲げ応力 (σ) は次式によって算出される。

$$\sigma = (3 \times E \times t \times \delta) / (2 \times l^2)$$

ただし、

σ : 曲げ応力=試験片の耐力×0.8

E : 試験片のヤング率 (N/mm²)

t : 試験片の板厚=0.25 mm

【0037】 [結晶粒径] 結晶粒径は圧延方向に平行な板断面において板厚方向の結晶粒径をJIS-H0501に規定する切断法で測定する。各試料から試験片を5個ずつ採取し、各試験片について3視野ずつ光学顕微鏡写真を撮影した（倍率100～200倍）。撮影写真に対して、切断法による測定を行い、15個のデータの平均値を結晶粒径とした。

【Sn及びSn合金めっきの耐熱剥離性】本発明の合金においては、Snめっき及びSn合金めっきのどちらを行っても同様な結果が得られるため、本実施例においてははんだめっきを行って耐熱剥離性を調査した。幅10mm、長さ50mmの試験片を各試料から10個ずつ採取した。はんだめっきとしては、アルカノールスルфон酸第一錫193g/1、アルカノールスルfon酸鉛3.5g/1、アルカンスルfon酸100g/1、添加剤30cc/1からなる90Sn/10Pbはんだめっき浴（40°C）で電流密度3A/dm²にてめっき厚さ10μmの90Sn/10Pbはんだめっきを施した。その後、150°Cオーブン中で1000時間加熱し、2mmRで180°曲げた後平板に曲げ戻し、曲げ部においてはんだめっきの剥離の有無を目視で観察した。また、剥離を起こしていない試験片については、曲げ部の断面を研磨してめっき—母材の界面を光学顕微鏡

で観察し、ミクロ的な剥離の有無まで確認した。

【0038】 [Agめっき性] 各試料より幅25mm、長さ50mmの試験片を10個ずつ採取し、各試験片に脱脂、酸洗後、シアン系Agめっき浴を用いて厚さ1μmの無光沢Agめっきを行った。その後、Agめっき表面の光沢の有無を目視調査し、光沢発生部が観察されなかった場合○、観察された場合×と評価し、その後さらに400°Cで1分間加熱して、ふくれの有無を調査し、膨れが観察されなかった場合○、観察された場合×と評価した。また、その表面を観察し、突起の有無を調査した。5μm以上のものを突起として数え、1cm²あたり1個以下を合格○とした。

【0039】 [Se、Te、Sb又はBiを含む化合物粒子] 各試料より10mm×10mmの試験片を2個ずつ採取してその表面をEDXで観察し（倍率：×1000～3000）、表面に観察される粒子のEDXスペクトルをとり、Se、Te、Sb又はBiのうちの1種以上が含まれる粒子で、かつその直径が0.1μmを越えるものの個数を求めた。各試験片について1mm×1mmの面積を2回ずつ、従って各試料については1mm×1mmの面積を4回測定して、その平均値を測定結果として用い、直径0.1μmを越えるものの個数が1000個/mm²以下のものを○と評価し、1000個/mm²を越えるものを×と評価した。なお、観察には、日本電子製JSM5800LV走査型電子顕微鏡(SEM/EDX)を用い、加速電圧は15kVである。

【0040】 <結果> 各試料の調査結果を表5及び表6に示す。

【0041】

【表5】

表5：合金の特性

No.	引張強さ kgf/mm ²	伸び %	ばね限界値 kgf/mm ²	応力緩和率 % (160°C)	結晶粒径 μm	はんだ耐熱 剝離性
1	43.3	22	34.5	43	9.0	○
2	50.1	40.1	40	40	8.0	○
3	55.6	16	47.1	25	7.5	○
4	67.2	14.0	61.5	17	7.5	○
5	70.5	13.5	65.1	18	7.5	○
6	68.7	14.0	62.6	14	7.5	○
7	70.1	13.5	64.0	12	7.5	○
8	73.2	11.6	67.6	11	7.5	○
9	75.3	12.5	65.6	15	7.0	○
10	81.4	11.3	67.1	12	7.0	○
11	68.1	14.5	62.1	17	7.5	○
12	69.5	14.0	63.6	18	7.5	○
13	65.3	12.8	59.6	18	7.5	○
14	71.6	11.3	65.3	18	7.5	—
15	38.1	25.1	27.6	52	15.0	○
16	—	—	—	—	—	—
17	66.8	14.5	58.9	17	7.5	500Hr剝離
18	—	—	—	—	—	—
19	—	—	—	—	—	—
20	68.0	10.6	62.1	17	7.5	○
21	—	—	—	—	—	—
22	67.3	14.0	60.8	17	7.5	○
23	66.5	14.3	60.4	18	7.5	○
24	67.1	11.3	60.7	17	7.5	○

【0042】

【表6】

表6:合金の特性

No.	Agめっき 表面状態	Agめっき 加熱ふくれ	Agめつき 突起	化合物密度 (Se, Te, Sb, Bi)	導電率 %IACS
1	○	○	○	○	58.6
2	○	○	○	○	51.4
3	○	○	○	○	49.3
4	○	○	○	○	44.5
5	○	○	○	○	42.3
6	○	○	○	○	43.4
7	○	○	○	○	40.1
8	○	○	○	○	36.2
9	○	○	○	○	41.5
10	○	○	○	○	37.6
11	○	○	○	○	43.1
12	○	○	○	○	40.6
13	○	○	○	○	17.8
14	○	○	○	○	12.5
15	○	○	×	○	63.1
16	-	-	-	-	-
17	○	○	○	○	45.1
18	-	-	-	-	-
19	-	-	-	-	-
20	○	○	○	○	43.1
21	-	-	-	-	-
22	×	○	○	×	44.5
23	○	×	○	○	44.3
24	○	×	○	○	45.1

【0043】本発明に規定した組成を有するNo. 1～No. 14は、リードフレーム、端子コネクターなどの電機電子部品に要求される強度、導電率、ばね特性などに優れるだけでなく、めっき性、耐応力緩和特性などにおいても優れた特性を發揮することがわかる。これに対して、No. 15は、Ni及びMgの含有量が本発明の下限値を下回るため、強度が低く、Agめっきした表面に突起が発生した。そして、Ni及びSiの含有量が本発明の上限値を越えるNo. 16は、熱延中に割れが発生し、それ以上冷延を継続することが実質的に不可能であった。Zn含有量が本発明の下限値を下回るNo. 17は、はんだめっきが500時間で剥離し、Mg含有量が本発明の上限値を越えるNo. 18は、冷延中激しい耳割れが発生して、それ以降の冷延が行えなかった。Sn含有量が本発明の上限値を越えるNo. 19は熱延温度及び加熱時間を変化させても、熱延時の割れを防止することが難しく、熱延方式による製造は困難なため、試験を行わなかった。

【0044】D群 (Mn Fe Co As Cr 7

o. 20はNo. 4と比べて伸びが十分でなく、曲げ加工を行うと割れが発生しやすい。また、導電率も低めである。C群 (P, A1) の元素の含有量が本発明の上限値を越えるNo. 21は熱延割れが発生し、それ以後の工程を進めることが不可能であった。A群 (Se, Te, Sb, Bi) の元素の含有量が本発明の上限値を越えるNo. 22はこれらの元素を含む化合物が大量に発生し、無光沢Agめっきを行っても光沢むら（前記化合物の覆い部分でめっきに光沢が出る）が発生し、リードフレーム、端子への適用が難しい。水素の含有量が本発明の上限値を越えるNo. 23は熱延時に耳割れが発生し、熱延性が低下し、またAgめっき後の加熱試験でふくれが発生し、Agめっきを行う用途に適用することが難しい。酸素の含有量が本発明の上限値を越えるNo. 24は製造工程上は特に問題が生じなかつたが、伸びが低いため曲げ加工性が悪い。また、Agめっき後の加熱試験でふくれが発生し、Agめっきを行う用途に適用することがやはり難しい。

【0045】(実施例2)

て、大気中で木炭被覆しながらコアレス炉により溶解し、半連続铸造によって、厚さ150mm、幅600mm、長さ5000mmの铸塊を作製した。溶解铸造においては溶解炉及び桶のカバーを十分に行い、溶湯の酸化及び水素ガス吸收を防止した。

【0046】

【表7】

No	C	N	S	Zn	Mg	Sr	A群元素 wt%	B群元素 wt%	C群元素 wt%	D群元素 wt%	H wtppm	O wtppm	
25	0.17	0.06	0.06	0.008	-	0.0009	Se:0.00008 Te:0.0001 Sb:0.0001 Bi:0.0008	Pb:0.00045 C:0.0004	Al:0.00119	Mn:0.0016 Fe:0.007 Co:0.001	0.6	17	
26	Bal.	3.18	0.68	1.15	0.11	-	0.0005	Se:0.00005 Te:0.00005 Sb:0.0003 Bi:0.0001	Pb:0.0009 C:0.0005	Al:0.0009	Fe:0.011 Zr:0.0008 Ti:0.0007 Ag:0.0005	1.0	15
27	Bal.	1.81	0.39	0.5	0.12	-	0.0024	Se:0.0001 Te:0.00008 Sb:0.0001 Bi:0.0005	Pb:0.0025 C:0.0004	Al:0.0011	Mn:0.008 Fe:0.007 Cr:0.002	1.5	10
28	Bal.	1.78	0.40	1.03	0.25	3.85	0.0017	Se:0.00005 Te:0.0002 Sb:0.0004 Bi:0.0002	Pb:0.0025 C:0.0008	Al:0.00117	Mn:0.1 Fe:0.1 Cr:0.012	1.1	19
29	Bal.	1.80	0.40	0.08	0.0006	-	0.0014	Se:<0.00003* Te:<0.00003 Sb:<0.0003 Bi:<0.0003	Pb:0.0055 C:0.0002	Al:0.003	Fe:0.00112	0.5	28

* 本発明の規定範囲外

【0047】この铸塊を930℃に1時間加熱後、厚さ15mmまで熱間圧延して、700℃から水冷した。熱延材は、表面の酸化スケールをスカルバーで除去し、冷間圧延を行って0.357mmのコイルを作製した。これらのコイルを850℃の連続焼鉄炉に通板して、溶体化処理を行った。組成ごとに求め求めておいた適正な速度で通板した。溶体化処理したコイルを酸洗後、厚さ減少率30%の冷間圧延を行って板厚0.25mmとし、440~500℃で2時間の熱処理を行った。熱処理後の材料は表面の酸化膜を酸洗により除去し、試験に供した。各試料のコイルについて、実施例1の要領で、引張り強さ、伸び、導電率及び結晶粒径を測定した後、以下の要領でスタンピング加工を行い、打抜き加工性を調査した。なお、コイルの全長及び幅方向において、成分、組織、機械的性質及び導電率を調査したところ、それらのばらつきはほとんどないことが確認された。

【0048】【打抜き加工性】各試料の元コイルを、幅30mmにスリットして幅狭コイルとした。元コイルの幅方向の中央部付近からスリットした試料を用いて、幅0.5mm、長さ20mmのリードをプレス（ブルーダーラー製）によって連続打抜き加工し、打抜かれたリード部のバリが0.01mmとなり、金型の再研磨が必要となるストローク数を測定した。ストローク数が300万回を越えるものを○、300万回に達しないものを×で評価した。なお、プレス金型は超鋼製、そのクリアランスは片側0.025mm（リード幅の5%）、プレス打抜き条件は、打抜き速度約500ショット/分である。

【0049】<結果>各試料の調査結果を表8に示す。

【0050】

【表8】

表8：合金の特性

No.	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	導電率 (%IACS)	結晶粒径 (μm)	打抜き加工性
25	43.7	20.6	59.6	9	○
26	82.3	10.8	37.3	7	○
27	68.3	13.7	44.6	7	○
28	64.9	12.9	17.5	7	○
29	67.7	14.2	45.2	7	×
30	80.6	11.2	38.2	7	×

【0051】本発明に規定した組成を有するNo. 25～No. 28は、優れた打抜き加工性を有することがわかる。これに対して、No. 29は、Mg及びA群(S e、T e、S b、B i)の元素の含有量が本発明の下限値を下回るため打抜き加工性が劣る。

【0052】(実施例3)

<試料の製作>実施例2のNo. 27合金について、0.357mmの冷延材コイルを連続焼鈍する際その通板速度を変化させ、結晶粒径の異なるものを作製した。それらを0.25mm tに冷延し、440～500℃に加熱して時効処理を行った。

【0053】<試験方法>以下に示す方法でスタンピング時のバリ高さに及ぼす結晶粒径の影響及び曲げ加工時の肌荒れに及ぼす結晶粒径の影響を調査した。

[スタンピングバリ高さ] 実施例2において用いたプレスを用いて、リードを打抜き加工し、各結晶粒径の試料に対して10000ショット打抜いた時点のリード部(リード長手方向は圧延方向に直角)のバリ高さを走査電子顕微鏡で観察した。観察数は1試料について20個とし、その平均値を各試料のバリ高さとした。

[曲げ部外観] CESM0002金属材料曲げ試験方法に規定されているB型曲げ治具で幅1.0mm、長さ35mmの試験片をはさみ、島津製作所製万能試験機RH-30を使い、1Tonの荷重で曲げ半径0.25mmの曲げ加工を行った。なお、曲げ線は圧延方向に直角となるように、各試料について5個ずつの試料を用いて試験を行った。その後、曲げ部の外側をオリンパス光学製SZH型光学式実体顕微鏡を用い、倍率40倍で観察して、結晶粒径の数倍程度で現れる肌荒れ発生の有無を調査した。

【0054】<試験結果>結果を表9に示す。

【0055】

【表9】

表9：結晶粒径とバリ高さ及び曲げ加工部の肌荒れの関係

No.	結晶粒径 μm	バリ高さ μm	W曲げ加工部の外観
27-1	4	3	良好
27-2	7	5	良好
27-3	12	7	良好
27-4	17	8	良好
27-5	23 *	11	肌荒れ発生
27-6	30 *	14	肌荒れ発生

【0056】結晶粒径が20μm以下であるNo. 27-1～No. 27-4においては、スタンピングバリの発生量が小さく、曲げ試験後の肌荒れの発生もなく、良好なスタンピング性及び曲げ加工性を有する。一方、結晶粒径が20μmを越えるNo. 27-5及びNo. 27-6においては、スタンピングバリの発生量が急に大きくなり、曲げ試験後の肌荒れが発生するようになる。

【0057】(実施例4)

<試料の製作>実施例2において用いたNo. 27試料を用いた。コイル外周より100mmの位置より25mm×50mmの試験片を切り出し、粗さの異なるばねで研磨することによって表面粗さを変化させた。粗さ調整を行った試料はアセトンに浸漬して超音波洗浄後、さらに電解脱脂を行い、加熱試料とした。各試料について試験片の個数は5個ずつとした。なお、加熱前に試験片表面をX線光電子分析装置(VG製ESCALAB-210D)で測定し(Mg、Kα、15kV、20mA)、初期酸化状態を調査した。酸素ピーク強度と銅ピーク強度の比(O1s)/(Cu2p)は各試験片とも0.4で、初期酸化状態は一定であった。

【0058】<試験方法>以下に示す方法で酸化膜密着性に及ぼす表面粗さの影響を調査した。

[表面粗さ] アセトンで超音波洗浄した各試験片について圧延方向に平行に、長さ5mmにわたりプローブを走査して粗さを測定した。各試料の5個の試験片はほぼ同一の表面粗さを示した。各試料の表面粗さとしては5個

た。なお、表面粗さの定義はJIS-B0601（表面粗さの定義と表示）による。

【0059】〔酸化膜の密着性〕300°Cに保持したホットプレート（SEFI社製ホットプレートHHP-401）の上に各表面粗さの試験片を置いて30分間加熱した。所定時間経過後、室温に冷却し、市販のアセテート粘着テープ（スリーエムNo. 810）を張付け、直ちに引き剥がしてテープ粘着面への酸化膜の付着の有無を目視で調査した。粘着面への酸化膜の付着がないものを○、粘着面に少しでも酸化膜が付着しているものを×と評価した。なお、ホットプレートによる加熱及び引き剥がし試験は、25°C、相対湿度60%の室内で実施した。

【0060】〈試験結果〉結果を表10に示す。

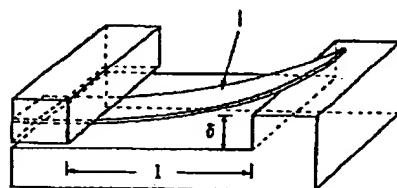
【0061】

【表10】

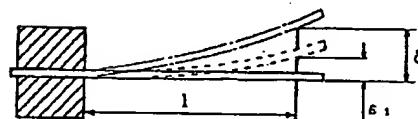
表10：表面粗さと酸化膜の剥離の関係

No.	R _a μm	R _{max} μm	酸化膜の剥離
27-7	0.06	0.35	○
27-8	0.12	0.74	○
27-9	0.25 *	1.16	×
27-10	0.44 *	2.8	×

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 真名子 隆弘

山口県下関市長府港町14番1号 株式会社
神戸製鋼所長府製造所内

(72)発明者 丸尾 聰

山口県下関市長府港町14番1号 株式会社
神戸製鋼所長府製造所内